2017年11月 November 2017

DOI: 10.19476/j.ysxb.1004.0609.2017.11.01

固溶时效工艺对 2297 铝锂合金 微观组织和力学性能的影响

李红英^{1,2,3,4}, 王小雨^{1,2}, 余玮琛^{1,2}

(1. 中南大学 材料科学与工程学院,长沙 410083;
2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室,长沙 410083;
3. 中南大学 有色金属先进结构材料与制造协同创新中心,长沙 410083;
4. 轻质高强结构材料重点实验室,长沙 410083)

摘 要:通过扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)和拉伸性能测试等方法系统研究固溶和时效工艺对 2297 铝锂合金 组织和性能的影响。结果表明:实验合金较为适宜的固溶制度为((535±5) ℃,1.5 h),基体中的第二相得到比较 充分的溶解,同时抑制再结晶晶粒长大。T6 态的主要强化相为 *T*₁ 相和 θ'相,T8 态的主要强化相为 *T*₁ 相,时效前 的预变形可以促进 *T*₁相的形成,提高合金的强度峰值,缩短合金达到峰值的时间,160 ℃时效后,未经预变形的 合金的强度峰值为 392 MPa,到峰时间为 48 h,变形量为 7%时,合金的强度峰值最高,达到 482 MPa,到峰时间 为 23 h。

关键词: 2297 铝锂合金;固溶;时效;微观组织;力学性能 文章编号: 1004-0609(2017)-11-2187-08 中图分类号: TG166.2 文献标志码: A

Al-Cu-Li 合金具有比强度和比刚度高、疲劳裂纹 扩展速率低等优点,其制备成本比复合材料低,因此 是很有竞争力的轻质高强结构材料, 广泛应用于航空 航天飞行器的结构件[1-3]。问世至今,铝锂合金经历了 4个发展阶段,相应研制出了4代铝锂合金,目前, 航空航天领域正在应用第3代铝锂合金[4-5]。第3代铝 锂合金和正在发展的第4代铝锂合金不再片面追求低 密度,通过适当的微合金化及固溶时效改善其综合性 能,既能实现结构减重,又能达到较好的强韧性平衡 及良好的耐损伤性能^[6-8]。Al-Cu-Li合金经固溶处理后 将合金元素溶解到基体中,淬火后得到过饱和固溶体, 合金元素的固溶度和晶粒尺寸等因素对后续的时效行 为会产生影响^[9-12]。Al-Cu-Li 系合金的时效强化相包 括 δ'(Al₃Li)、θ'(Al₂Cu)、T₁(Al₂CuLi)相等^[13],其析出 顺序受 Cu/Li 比的影响,其形状、尺寸、数量、分布 等对合金的性能产生较大影响。GAO 等^[14]研究预变形 量对铝锂合金的影响时发现,无预拉伸的合金存在 δ' 和 T₁两种强化相,随着预变形的增加,合金中出现了 少量 S'相, 拉伸强度逐渐升高。孙刚等^[15]研究热处理 对 2A97 铝锂合金组织与性能影响时发现,高温时效 初期,细小 δ 相的回溶会导致铝锂合金的硬度下降, 出现回归现象,随着时效时间继续增加,合金的硬度 上升。袁志山等^[16]研究 2A97 合金时效行为时发现, 经 165 ℃时效 18 h 后,基体中形成较多的 θ"相、δ'相 和分布不均匀的 *T*₁ 相,使得合金强度和塑性较高。 2297 合金与 2A97 合金一样属于 Al-Cu-Li 系合金,是 在航空航天领域具有广泛应用前景的第 3 代铝锂合 金,但目前对于 2297 合金的研究报道较少。因此,本 文作者研究固溶时效制度对 2297 铝锂合金组织和力学 性能的影响,探讨其影响机理和确定适宜的固溶时效工 艺,为提高合金的综合性能提供理论依据及实验指导。

1 实验

实验材料为 2297 合金的冷轧板材,化学成分如表 1 所示。在盐浴炉中进行固溶处理,温度误差在±1 ℃ 以内,固溶温度分别为 505、520、535 和 550 ℃,保 温时间为 0.5~2 h,固溶后立即室温水淬,转移时间不 超过 5 s。分别对实验合金进行 T6 和 T8 时效处理, 时效温度为 160 ℃,时效时间为 4~64 h,时效前分别 进行 2%、5%、7%的预变形。

采用小负荷维氏硬度仪测试实验合金时效后的硬度,载荷质量为1kg,加载时间为30s,每个试样取

收稿日期: 2016-10-12; 修订日期: 2017-04-17

通信作者: 李红英, 教授, 博士; 电话: 0731-88879341; E-mail: lhying@csu.edu.cn

Mg

≤0.25

表1 2297 合金化学成分表

Zn

≤0.05

Table 1 Chemical composition of 2297 alloy (mass fraction, %)				
Cu	Li	Mn	Zr	Ti
2.5-3.1	1.1-1.7	0.1-0.5	0.08-0.15	≤0.12

Fe

≤0.10

5点平均值。采用万能拉伸试验机进行常规拉伸试验,

获得实验合金经不同时效处理后的抗拉强度、屈服强

Si

≤0.10

Al

Bal

度和伸长率数据。采用 Sirion200 扫描电镜对样品进行 二次电子扫描分析,主要观察实验合金拉伸断口形貌。 采用 TECNAIG²20 型透射电镜观察时效析出相的形 貌、尺寸和分布。

2 结果与分析

2.1 固溶组织

OM image SEM image (b) (a` (d) (c) (f) (g) 100 µm 25 µm

图 1 不同温度下固溶的 OM 像与 SEM 像

Fig. 1 OM and SEM images of 2297 alloy after solution treatment at different temperatures: (a), (b) 505 $^{\circ}$ C; (c), (d) 520 $^{\circ}$ C; (e), (f) 535 $^{\circ}$ C; (g), (h) 550 $^{\circ}$ C

图 1 所示为实验合金分别在不同固溶温度保温

1.5h 后的显微组织照片,图 1(a)、(c)、(e)和(g)为金相 照片,图 1(b)、(d)、(f)和(h)为 SEM 像。由金相照片 可以看出,几种温度下的合金都发生不同程度的再结 晶。经 505 ℃固溶处理的实验合金的晶粒较为细小, 随着固溶温度的升高,再结晶晶粒逐步长大,当固溶 温度超过 535 ℃后,再结晶晶粒明显粗化。由 SEM 像 可以看出,随着固溶温度升高,基体中第二相逐渐减 少,当固溶温度升高至 535 ℃时,残留第二相的数量 相对较少,进一步提高固溶温度至 550 ℃时,残留第 二相的数量及尺寸没有明显的变化。综上可知,实验 合金适宜的固溶温度为 535 ℃,基体中的第二相得到 较充分的溶解,同时合金的晶粒度适中。

图 2 所示为实验合金在 535 ℃固溶不同时间后的 显微组织照片,图 2(a)、(c)、(e)和(g)为金相照片,图





Fig. 2 OM and SEM images of 2297 alloy after solution treatment for different time: (a), (b) 0.5 h; (c), (d) 1 h; (e), (f) 1.5 h; (g), (h) 2 h

2(b)、(d)、(f)和(h)为 SEM 像。由图 2(a)可以看出,固 溶 0.5 h 后,晶粒较为细小;随着固溶时间的延长,晶 粒尺寸逐渐增大;当固溶时间超过 1.5 h 后,如图 2(e) 和(g)所示,晶粒明显粗化。由 SEM 像可以看出,固 溶 0.5 h 后,实验合金存在较多的残留第二相粒子,随 着固溶时间的延长,残留第二相的数量逐渐减少,当 固溶时间延长至 1.5 h 时,残留第二相的数量较少;当 固溶时间进一步延长至 2 h 时,固溶效果没有明显提 高。综上可知,在 535 ℃固溶保温 1.5 h 为实验合金适 宜的固溶制度。

2.2 时效组织分析

在 2297 合金中, 球状的 δ'相与基体共格, 具有有 序的 LI₂ 型超点阵结构, 产生有序强化, 但容易引起 位错塞积, 降低合金的韧性。 θ '相是一种与基体半共 格的亚稳相, 形貌通常呈针状或盘片状, 其从 θ "相→ θ ' 相→ θ 相的演变可以使合金出现峰值应力。 T_1 相为不 可切割的脆性析出相, 呈六角形板条状, 通过位错绕 过机制使合金强度增加^[17-18]。图 3 所示为实验合金在 不同时效状态下的 TEM 像,图 3(a)和(b)对应 T6 峰值 时效态,图 3(c)和(d)对应 T8 状态。T6 峰值时效的析 出相为 δ'相、θ'相、T₁相和 S'相,其中θ'相和 T₁相的 体积分数较高,而δ'相和 S'相的数量较少,表明 T₁相 θ'相有较好的强化效果。在图 3(c)和(d)中没有观察到δ' 相和 S'相,且θ'相数量明显减少,基体中弥散分布了 大量细小的 T₁相,说明实验合金在 T8 态下的强化相 以 T₁相为主。这是由于实验合金在时效前引入了一定 量的冷变形,产生大量的位错和变形带,为 T₁相提供 形核位置和变形储能,增加了 T₁相的形核率,改善了 T₁相的析出和分布情况。同时,由于 T₁相大量形核, 消耗了基体中的 Cu、Li 原子,抑制或减少了δ'相、S' 相和θ'相析出。

T8 态实验合金 θ'相的数量明显减少有两个原因: 一方面,预变形有促进 T₁相形核的作用,T₁相会优先 于 θ'相在位错等缺陷处形核;另一方面,由于时效初 期 θ'相和 T₁相互相之间争夺 Cu 原子,峰时效阶段 T₁ 相通过消耗 θ'相获得 Cu 原子,从而使 θ'相溶解,导 致 θ'相的体积分数减少^[19],因此随着时效时间的延长,



图 3 不同热处理后实验合金的 TEM 像

Fig. 3 TEM images of 2297 alloy after different heat treatments: (a) T6, $b=\langle 110\rangle_a$; (b) T6, $b=\langle 112\rangle_a$; (c) T8, $b=\langle 001\rangle_a$; (d) T8, $b=\langle 112\rangle_a$



图 4 实验合金拉伸试样断口形貌

Fig. 4 Fracture surface morphologies of 2297 alloy after different heat treatments: (a), (b) T6; (c), (d) T8

合金中的 θ'相逐渐减少, 且与 T6 态相比 T8 态的 θ' 相数量更少。

图 4 所示为实验合金在不同时效状态下的拉伸断 口形貌。图 4(a)和(b)对应 T6 峰值时效态,断口形貌 表现为穿晶断裂和沿晶断裂的混合型断口,可以看到 少量的韧窝,但韧窝的深度较浅,尺寸不大。图 4(c) 和(d)对应 T8 态,断裂方式主要为穿晶韧性断裂,断 口的韧窝数量较多,可以观察到尺寸较大且较深的韧 窝,表现出较好的韧性。

2.3 时效性能分析

图 5 所示为实验合金分别经 0(未经过预变形)、 2%、5%、7%预变形后在 160 ℃时效不同时间的时效 硬化曲线。由图 5 可以看出,随时效时间延长,硬度 逐渐升高,达到峰值后逐渐下降。随着预变形量的增 加,合金峰值硬度明显提高,且达到峰值的时间逐渐 缩短。时效初期,实验合金形成 GP 区和细小弥散的 δ' 相,随着时效时间的延长,会析出 θ''相、T₁相和少量 的 θ'相,且含量逐渐升高,合金强度逐渐增大。当合 金的硬度达到峰值以后,细小弥散的 T₁相逐渐粗化, θ"相会转化为θ'相,最后逐渐转变成平衡θ相^[20-21], 同时,晶界附近的无沉淀析出带变宽,导致合金硬度 下降。

图 6 所示为实验合金时效后的力学性能随时效时 间的变化曲线。由图 6 可以看出,随着预变形量的增



图 5 不同预变形量的实验合金在 160 ℃的时效硬化曲线 Fig. 5 Aging curves of 2297 alloy with different pre-deformation aged at 160 ℃



图 6 实验合金时效后力学性能随时效时间的变化曲线 Fig. 6 Tensile properties of 2297 alloy by heat treatment with different pre-deformation after aging: (a) Yield strength; (b) Tensile strength; (c) Elongation

加,合金的屈服强度和抗拉强度逐渐增加,且达到峰 值强度的时间越来越短,伸长率逐渐减小,相比 T6 态,T8 态合金的强度明显提高。不进行预变形处理的 合金在 160 ℃时效的强度峰值为 392 MPa;到峰时间 为 48 h,当变形量为 7%时,合金的强度峰值最高, 达到 482 MPa,到峰时间为 23 h。

时效前引入一定量的冷变形,可以产生大量位错

和形变带,为 T_1 和 θ' 强化相提供形核位置和变形储能, 增加 T_1 相和 θ' 相的形核率,促进强化相析出并改善其 分布情况^[22]。随着预变形量从 2%增加到 7%,实验合 金的位错密度逐渐增大,形成的强化相尺寸逐渐变小, 分布更加均匀,合金强度峰值越来越高,且到峰时间 逐渐缩短,说明时效前的预变形对合金强化有显著作 用。析出相的形状和取向都会影响铝合金的强化效果, 基体位错柏式矢量在平面{111}_a上,板状 T_1 相以 {111}_a为惯析面析出,引起的临界分切应力较大,盘 状 θ' 相以{100}_a为惯析面析出,产生的临界分切应力 要小于 T_1 相,因而其强化效果不如 T_1 相的明显^[23-25]。 从透射电镜照片可以看出,相比 T6态,T8态析出了 大量的 T_1 相,且随着预变形量从 2%增加到 7%,合金 中 T_1 相的数量逐渐增加,故与前几种实验条件相比, 预变形量为 7%时合金的强度最高。

3 结论

 固溶温度和时间对 2297 铝合金的组织和性能 都有较大的影响,实验合金适宜的固溶工艺为 535 ℃ 保温 1.5 h,在该条件下固溶,基体中的第二相数量明 显减少,且再结晶晶粒尺寸适中。

 T6 状态的主要强化相为 *T*₁ 相和 θ'相, T8 状态 的主要强化相为 *T*₁ 相, 实验合金的断裂形式为混合型 断裂, T8 态以韧性断裂为主。

3) 时效前的预变形可以缩短 2297 铝合金达到强 度峰值的时间,并提高峰值强度;未经预变形的合金 在 160 ℃时效达到强度峰值的时间为 48 h,强度峰值 为 392 MPa;相应的预变形量为 7%的合金达到强度峰 值的时间为 23 h,强度峰值为 482 MPa,提高了 90 MPa。

REFERENCES

- 魏修宇,谭澄宇,郑子樵,李劲风,李 海,李艳芬. 时效对 2195 铝锂合金腐蚀行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(7): 1196-1200.
 WEI Xiu-yu, TAN Cheng-yu, ZHENG Zi-qiao, LI Jin-feng, LI Hai, LI Yan-fen. Influence of aging on corrosion behavior of 2195 Al-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(7): 1196-1200.
- [2] LEQUEU P. Advances in aerospace aluminum[J]. Advanced Mater and Processes, 2008, 12(2): 47–49.
- [3] 张振强,许晓静,宋 涛,张允康,罗 勇,吴 瑶,邓平安. 2099 铝锂合金挤压材的组织与力学性能[J].中国有色金属学

报, 2013, 23(4): 964-969.

ZHANG Zhen-qiang, XU Xiao-jing, SONG Tao, ZHANG Yun-kang, LUO Yong, WU Yao, DENG Ping-an. Microstructure and mechanical properties of 2099 Al-Li alloy extrusion materials[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(4): 964–969.

- [4] 杨守杰,陆 正,苏 彬,戴圣龙,刘伯操,颜鸣皋. 铝锂合 金研究进展[J]. 材料工程, 2001, 5(4): 44-47.
 YANG Shou-jie, LU Zheng, SU Bin, DAI Sheng-long, LIU Bo-cao, YAN Ming-gao. Development of aluminum-lithium alloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2001, 5(4): 44-47.
- [5] WILLIAMS J C, STARKE J E. Progress in structural materials for aerospace systems[J]. Acta Materialia, 2003, 51(5): 5775–5799.
- [6] 范春平,郑子樵,贾 敏,钟继发,程 彬,李红萍,吴秋萍.
 2397 铝锂合金显微组织、拉伸性能和断裂韧性研究[J]. 稀有 金属材料与工程, 2015, 44(1): 92–95.
 FAN Chun-ping, ZHENG Zi-qiao, JIA Min, ZHONG Ji-fa, CHENG Bin, LI Hong-ping, WU Qiu-ping. Microstructure, tensile property and fracture toughness of 2397 Al-Li alloy[J].
 Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(1): 92–95.
- [7] WARNER T. Recently-developed aluminum solutions for aerospace applications[J]. Materials Science Forum, 2006, 519(521): 1271–1278.
- [8] MUKHOPADHYAY A K. High strength aluminum alloy for structural application[J]. Metals Materials and Processes, 2007, 119(1): 1–26.
- [9] 刘胜胆,张新明,黄振宝,杜予晅,周卓平.固溶处理对高纯
 7055 铝合金组织的影响[J].材料热处理学报,2006,27(3):
 54-59.

LIU Sheng-dan, ZHANG Xin-ming, HUANG Zhen-bao, DU Yu-xuan, ZHOU Zhuo-ping. Effect of solution treatment on microstructure of 7055[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2006, 27(3): 54–59.

- [10] ROBSON J D. Optimizing the homogenization of Zirconium containing commercial aluminium alloys using a novel process model[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 38(1): 219–229.
- [11] 陈康华, 刘红卫, 刘允中. 强化固溶对 Al-Zn-Mg-Cu 合金力 学性能和断裂行为的影响[J]. 金属学报, 2001, 37(1): 29-33. CHEN Kang-hua, LIU Hong-wei, LIU Yun-zhong. Effect of promotively-solutionizing heat treat on the mechanical properties and fracture behavior of Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2007, 37(1): 29-33.
- [12] ROBSON J D, PRANGUELL P B. Predicting the recrystallized volume fraction in AA7050 hot rolled plate[J]. Materials Science and Technology, 2002, 18(6): 607–619.
- [13] 赵志龙,刘 林,陈 铮. 2090 铝锂合金中 δ'相和 T₁相的复合 强化作用[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(1): 90-93.
 ZHAO Zhi-long, LIU Lin, CHEN Zheng. Co-strengthening

contribution of δ' and T_1 phases of Al-Li alloy 2090[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(1): 90–93.

- GAO Chong, LUAN Yang, YU Jun-chuan, MA Yue. Effect of thermal-mechanical properties of 2A97 Al-Li alloy[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2196–2402.
- [15] 孙 刚,苏 海,高文理,刘洪波,陆 政,冯朝辉,张显峰. 热处理对 2A97 铝锂合金轧板微观组织与力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2011, 36(2): 75-78.
 SUN Gang, SU Hai, GAO Wen-li, LIU Hong-bo, LU Zheng, FENG Zhao-hui, ZHANG Xian-feng. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of rolled 2A97 Al-Li alloy plate[J]. Heat Treatment of Metal, 2011, 36(2): 75-78.
- [16] 袁志山, 吴秀亮, 陆 政, 谢优华, 戴圣龙, 刘常升. 2A97 铝 锂合金时效行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(11): 1898-1902.

YUAN Zhi-shan, WU Xiu-liang, LU Zheng, XIE You-hua, DAI Sheng-long, LIU Chang-sheng. The aging behavior of aluminum-lithium alloy 2A97[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(11): 1898–1902.

- [17] 钟 申,郑子樵,廖中全,蔡 彪. 时效制度对 2A97 铝锂合 金强韧性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(3): 547-553.
 ZHONG Shen, ZHENG Zi-qiao, LIAO Zhong-quan, CAI Biao.
 Effects of aging treatment on strength and fracture toughness of 2A97 aluminum-lithium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(3): 547-553.
- [18] 林 毅,郑子樵,李世晨,孔 祥,韩 烨. 2099 铝锂合金微 观组织及性能[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(7): 1848-1854.
 LIN Yi, ZHENG Zi-qiao, LI Shi-chen, KONG Xiang, HAN Ye.
 Microstructures and properties of 2099 Al-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(7): 1848-1854.
- [19] KUMAR K S, BROWN S A, PICKENS J R. Structure and properties of an ultra-high strength Al-Cu-Li-Mg alloy[J]. Scripta Materiallia, 1990, 24(5): 79–84.
- [20] 王喜琴,张贵一,王业伟. 2195 铝锂合金热处理工艺研究[J]. 上海航天, 2014, 31(Z): 53-55.
 WANG Xi-qin, ZHANG Gui-yi, WANG Ye-wei. Heat treatment process of 2195 aluminum-lithium alloy[J]. Aerospace Shanghai, 2014, 31(Z): 53-55.
- [21] 陈永来,李劲风,张绪虎,朱瑞华,杨 柯. 2195 铝锂合金搅
 拌摩擦焊接头组织[J]. 中国有色金属学报, 2016, 26(5):
 964-972.
 CHEN Yong-lai, LI Jin-feng, ZHANG Xu-hu, ZHU Rui-hua,

YANG Ke. Structure of friction-stir wielding joint of 2195 Al-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2016, 26(5): 964–972.

[22] 游 文, 呙永林. 预变形量对 2297 合金组织与性能的影响[J].
 铝加工, 2015, 12(4): 21-25.
 YOU Wen, GUO Yong-lin. Effects of pre-deformation on microstructure and properties of 2297 alloy[J]. Aluminum

Fabrication, 2015, 12(4): 21-25.

- [23] KUMAR K S, HEUBAUM F H. The effect of Li content on the natural aging response of Al-Cu-Li-Mg-Ag-Zr alloys[J]. Acta Materialia, 1997, 45(6): 2317–2327.
- [24] 魏修宇,郑子樵,潘峥嵘,陈圆圆,李世晨,陈秋妮. 预变形 对 2197 铝锂合金显微组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材 料与工程, 2008, 37(11): 1996-1999.
 WEI Xiu-yu, ZHENG Zi-qiao, PAN Zheng-rong, CHEN Yuan-yuan, LI Shi-chen, CHEN Qiu-ni. The role of plastic

deformation on microstructure and mechanical properties of

2197 AI-Li alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(11): 1996–1999.

[25] 张 健,朱瑞华,李劲风,马云龙,刘德博,郑子樵. 时效前 处理对新型 Al-Cu-Li-X 合金力学性能和显微组织的影响[J]. 中国有色金属学报,2015,25(12): 3300-3308.

ZHANG Jian, ZHU Rui-hua, LI Jin-feng, MA Yun-long, LIU De-bo, ZHENG Zi-qao. Effect of heat treatment before aging on tensile properties and microstructures of new Al-Cu-Li-X alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(12): 3300–3308.

Effect of solid solution and aging process on microstructure and mechanical properties of 2297 Al -Li alloy

LI Hong-ying^{1, 2, 3, 4}, WANG Xiao-yu^{1, 2}, YU Wei-chen^{1, 2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education,

Central South University, Changsha 410083, China;

3. Nonferrous Metal Oriented Advanced Structural Materials and Manufacturing Cooperative Innovation Center, Central South University, Changsha 410083, China;

4. Science and Technology on High Strength Structural Materials Laboratory, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of solid solution and aging process on structure and properties of 2297 Al-Li alloy were investigated by SEM, TEM and tensile tests systematically. The results show that the optimum solution treatment is determined as $((535\pm5) \ C, 1.5 \ h)$, and in this case, second phases can be more fully dissolved in the Al matrix and the sizes of recrystallized grains are moderate. The dominant strengthening phases during T6 are T_1 phase and θ' phase. Pre-deforming before aging can promote the nucleation of T_1 phase, enhance the peak-aged strength and shorten the time to reach peak. The peak strength of the alloy under T6 state at 160 $\ C$ is 392 MPa after 48 h. The peak strength of the alloy at 7% pre-deformation is the highest strength which can reach 482 MPa after 23 h.

Key words: 2297 Al-Li alloy; solid solution; aging; microstructure; mechanical property

Received date: 2016-10-12; Accepted date: 2017-04-17

Corresponding author: LI Hong-ying; Tel: +86-731-88879341; E-mail: lhying@csu.edu.cn

(编辑 何学锋)